УДК 669.017.16:539.384

В.Н. ПУСТОВОЙТ, В.В. МУЛЬЧИН, Ю.М. ДОМБРОВСКИЙ

КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ ЕСТЕСТВЕННОГО ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КОМПОЗИТА

Приведены результаты экспериментов по определению процессов развития усталостной трещины в трубных сталях со структурой естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК). Показано, что достижение повышенной конструктивной прочности обусловлено особым механизмом распространения трещины у сталей со структурой ЕФМК.
Ключевые слова: *естественный ферритно-мартенситный композит, циклическая трещиностойкость, механизм распространения трещины.*

Введение. Работоспособность и надежность трубопроводов высокого давления, трубных конструкций в нефтегазодобывающей промышленности из малоуглеродистых и низколегированных сталей определяется энергоемкостью процесса развития трещин. Поэтому конструктивная вязкость металла, то есть вязкость при наличии трещин, является определяющей и характеризует способность металла сопротивляться развитию трещины.

Изучали поведение трещины в сталях марок 20, 17ГС, 35ГС со структурой естественного ферритно-мартенситного композита, которую получали закалкой из межкритической области температур (A_1-A_3) сталей со строчечным строением феррита и перлита. Температуру закалки выбирали из соображений получения объемной доли мартенсита в ЕФМК 20-25%, так как известно [1], что при большой объемной доле мартенсита, увеличении при этом предела текучести и уменьшения размера зоны пластической деформации, работа разрушения уменьшается.

Методика исследования. Кинетику развития усталостной трещины исследовали при циклических испытаниях призматических образцов на установке [2], собранной на базе вибростенда ST-600 со специальным стабилизатором амплитуды колебаний. Возникновение и последующее развитие трещины регистрировали методом электропотенциалов [3] в координатах "разность потенциалов – время". Эту зависимость потом расшифровывали с помощью тарировочного графика в соответствии с размерами сечения образца и длиной усталостной трещины.

Диаграммы усталостного разрушения строили в логарифмических координатах dl/dN - $lg\Delta K$ [4], где dl/dN - скорость роста трещины на величину l за N циклов; ΔK - размах коэффициента интенсивности напряжений. Величину ΔK определяли как разницу между максимальным и минимальным значениями коэффициента интенсивности напряжений при циклических колебаниях

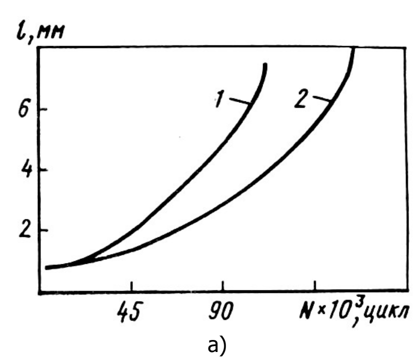
$$\Delta K = K^{Ц}_{1_{C\max}} - K^{Ц}_{1_{C\min}}, \quad (1)$$

а соответствующее значение $K_{1_C}^{Ц}$ вычисляли по формуле [5]:

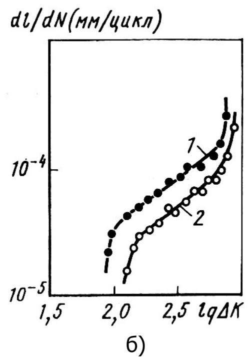
$$K_{1_C}^{Ц} = \sigma \sqrt{\pi \quad l}\,, \qquad (2)$$

где σ - максимальное напряжение, возникающее при циклическом изгибе призматического образца с трещиной длины l.

Результаты эксперимента. На рис.1,а показана зависимость длины усталостной трещины от числа циклов испытания. Видно, что скорость развития трещины в образцах со структурой ЕФМК (по сравнению с горячекатаным состоянием) значительно ниже, а окончательное разрушение образца происходит через более длительный период времени и на него затрачивается большее число циклов изгиба. На рис.1,б представлены кинетические диаграммы усталости, из рассмотрения которых очевидно, что для стали со структурой ЕФМК при одинаковом уровне размаха коэффициента интенсивности напряжения ΔK скорость развития трещины существенно ниже, чем у стали, имеющей неупорядоченную ферритно-перлитную структуру (горячекатаное состояние), окончательное разрушение образца происходит при большей критической длине усталостной трещины $l_{кр}$ и большей циклической вязкости разрушения $K_{1_C}^{Ц}$ (табл.1).



а)



б)

Рис.1. Зависимость длины усталостной трещины от числа циклов знакопеременного изгиба для стали 17ГС (а) и кинетические диаграммы развития усталостной трещины в стали 20 (б): 1 – горячедеформированное состояние; 2 – структура ЕФМК

Таблица 1

Параметры циклической вязкости разрушения

Марка стали	$K_{1_C}^{Ц}$	$K_0^{Ц}$	$l_{кр}$, мм	Число циклов до разрушения N× 10^3
	МН/м$^{3/2}$			
Сталь 20	$\frac{70{,}2 \pm 1{,}0}{85{,}1 \pm 1{,}0}$	$\frac{9{,}0 \pm 0{,}4}{11{,}0 \pm 0{,}4}$	$\frac{7{,}10 \pm 0{,}05}{8{,}80 \pm 0{,}05}$	$\frac{122 \pm 10}{177 \pm 10}$
Сталь 17ГС	$\frac{68{,}2 \pm 1{,}0}{81{,}4 \pm 1{,}0}$	$\frac{8{,}4 \pm 0{,}4}{9{,}8 \pm 0{,}4}$	$\frac{6{,}75 \pm 0{,}05}{7{,}90 \pm 0{,}05}$	$\frac{110 \pm 10}{152 \pm 10}$
Сталь 35ГС	$\frac{51{,}2 \pm 1{,}0}{63{,}3 \pm 1{,}0}$	$\frac{5{,}2 \pm 0{,}3}{6{,}6 \pm 0{,}3}$	$\frac{4{,}93 \pm 0{,}05}{5{,}88 \pm 0{,}05}$	$\frac{116 \pm 10}{167 \pm 10}$

Примечания: 1. В числителе - горячекатаное состояние, в знаменателе - ЕФМК.
2. Показаны доверительные интервалы для P=0,95 и n=5.

Существует точка зрения [4, 6], что циклическую вязкость разрушения целесообразно определять не по критическому значению коэффициента интенсивности напряжений, соответствующему предельному состоянию, а по пороговому значению этого коэффициента $K_0^{Ц}$, отвечающему страгиванию магистральной трещины по механизму отрыва при детерминированной степени стеснения пластической деформации. Из табл.1 видно, что значение $K_0^{Ц}$ у образцов со структурой ЕФМК также повышается по сравнению с хаотичной ферритно-перлитной структурой.

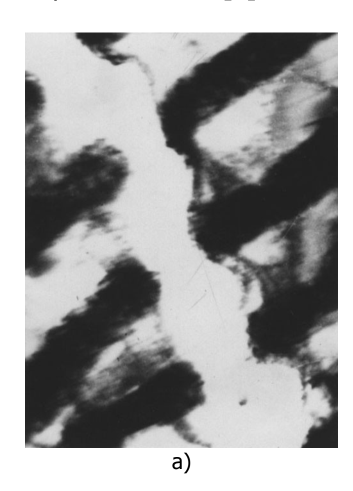
Обсуждение результатов. Данные экспериментов убедительно доказывают, что естественный ферритно-мартенситный композит отличают существенно повышенные характеристики трещиностойкости. Объяснение этому следует искать в особой структурной организации "сэндвичеподобного" типа с практически идеально параллельном расположением слоёв пластичной матрицы (феррита) и слоёв упрочняющей фазы (мартенсита) [7]. В такой структуре появлению трещины предшествует предварительная значительная пластическая деформация ферритной матрицы, образование плоского скопления дислокаций возле межфазной границы феррит – мартенсит, что приводит (при достижении в этих микрообъёмах локального перенапряжения) к образованию трещины в мартенситной пластине. Увеличение числа таких трещин на единицу объёма пропорционально приращению пластической деформации. Поэтому микротрещина отрыва может возникнуть только от таких мартенситных трещин, длина которых достаточно большая, чтобы при соответствующем уровне напряжений удовлетворять условию Гриффитса-Орована:

$$\sigma_t \quad [\frac{2E\gamma_{эфф}}{\pi(1-\nu^2)L}]^{\frac{1}{2}}, \qquad (3)$$

где σ_t – растягивающее напряжение в семействе потенциальных плоскостей отрыва; E – модуль Юнга; $\gamma_{эфф}$ – эффективная поверхностная энергия (включая энергию пластического деформирования); ν – коэффициент Пуассона; L – полная длина трещины в мартенситной пластине, а не половина длины, так как трещина Гриффитса этого типа вызывает микротрещину отрыва в ферритном промежутке подобно внешнему острому надрезу.

В связи с этим можно провести известную аналогию процесса разрушения стали со структурой ЕФМК и стали со структурой пластинчатого перлита. В первом случае имеет значение соотношение объёмных долей мартенсита и феррита, а следовательно, поведение трещин, образующихся при разрыве мартенситных волокон, а во втором – межпластиночное расстояние в эвтектоиде. В результате растрескивания мартенситных пластин большой толщины или крупных карбидов возникает "быстрая" магистральная трещина (рис.2,а), что соответствует низкому уровню разрушающих напряжений. При уменьшении межпластиночного расстояния (и утонении карбидных пластин) число карбидных трещин на единицу объёма увеличивается, но уменьшается вероятность инициирования ими микротрещин в феррите, так как эти трещины не отвечают условию (3). Такие докритические трещины при увеличении напряжения остаются неактивными из-за их затупления [8], и процесс разрушения контролируется развитием сдвига в феррите, вызывающем растрескивание соседних карбидных пластин, ветв-

ление и слияние трещин, при котором трещина двигается в продольном (по отношению к карбидной пластине) направлении, а также образование пор в феррите (рис.2,б), т.е. происходит по схеме, предложенной в работе Л.Миллера и Д.Смита [9].



а)



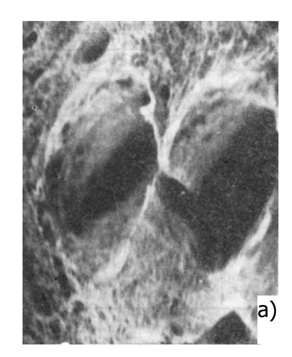
б)

Рис.2. Зависимость внешнего вида трещины от межпластиночного расстояния в эвтектоиде. Фольга, × 5500

Ориентируясь на рассмотренную аналогию, можно утверждать, что в сталях со структурой ЕФМК увеличение объемной доли упрочняющей фазы в композиции должно вызывать уменьшение работы разрушения материала. Это вызвано увеличением предела текучести и уменьшением величины зоны пластической деформации [1]. В случае оптимального значения величины объёмной доли упрочняющей фазы (~ 20-25% [1]), при распространении трещины поперёк направления армирования работа разрушения, главным образом, определяется природой металлической матрицы и размерными соотношениями частиц армирующей фазы. В работе [10] показано, что в композиционных материалах с ориентированной упрочняющей фазой затруднено расслоение вдоль волокон до разрушения сдвигом в этом направлении. До того, как прочное волокно разорвется перед фронтом трещины, освободив тем самым путь к её движению, должна продеформироваться сдвигом матрица. Наличие достаточно больших сдвигов в матрице параллельно волокнам снижает концентрацию напряжений перед концом распространяющейся перпендикулярно волокнам трещины, что затрудняет её распространение как хрупкой.

Механизм вязкого разрушения, который характерен для исследуемых сталей со структурой ЕФМК, работает путем зарождения, роста и коалесценции пор (рис.3,а). В процессе усталостного нагружения в условиях знакопеременного изгиба в материале образуется значительное количество вакансий, возникающих при пересечении дислокаций, а также при скольжении дислокаций с порогами [11]. Объединение единичных вакансий с образованием поры происходит в плоскости скольжения. Под действием нормальных напряжений на поверхности микропор оседают вакансии и в результате этого пора постепенно трансформируется в трещину (рис.3,б).

Дальнейшее развитие трещин зависит от особенностей структурной организации стали и, в первую очередь, от факторов, препятствующих движению трещины. Было проведено изучение траектории трещин, образующихся в тонких фольгах сталей с хаотичным расположением зерен



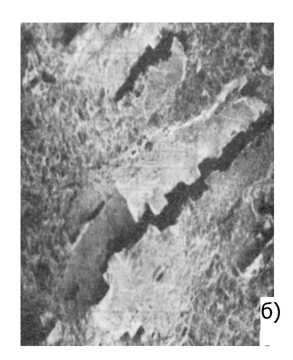


Рис.3. Пора в изломе (а, ×1200) и образование трещины из пор (б, ×500) в стали 35 ГС со структурой ЕФМК (РЭМ)

феррита и перлита, и сталей со структурой ЕФМК. Параметры траектории таких трещин очень чувствительны к структуре [12] и могут характеризовать эффективность барьеров, препятствующих развитию трещины. Исследование было предпринято с целью характеристики структурных барьеров, возникающих в ЕФМК. Для этого вычисляли автокорреляционные функции

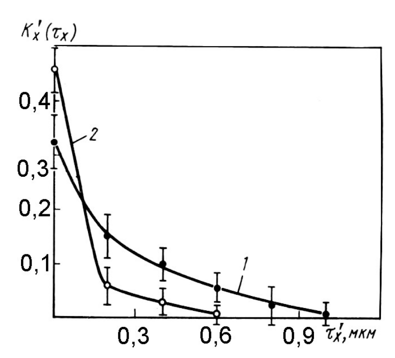


Рис.4. Автокорреляционные функции наклона микроучастков траектории трещины к её средней линии: 1 – хаотичная ферритно-перлитная структура; 2 – ЕФМК, сталь 20

(АКФ) [13] отклонения траектории трещины от её средней линии и первой производной её траектории. Наблюдения за трещинами в фольгах показали, что независимо от характера структуры трещины развиваются одинаково, то есть каждый их проход через внутренние поверхности раздела (межфазные границы, границы зерен, границы перлитных колоний, пластины мартенсита и феррита и т.п.) сопровождается изменением траектории. Таким образом, изменение траектории трещины является случайным процессом. Вычисленные АКФ отклонения траектории трещины от средней линии и первой производной её траектории (рис.4), которые характеризуют угловые параметры искривления следа трещины при её распространении в фольге, позволили оценить влияние структурной организации ЕФМК на статистические параметры микротрещины для стали 20 (табл.2).

Таблица 2

Статистические характеристики микротрещины длиной 6 мкм

Структура	$\sqrt{K_x(0)}$	$\tau_x(0)$	$\sqrt{K_x(0)}$	$\tau_x(0)$
Горячекатаная сталь с хаотичной структурой феррит-перлит	0,157 ± 0,03	1,4 ± 0,2	0,57 ± 0,04	1,0 ± 0,3
ЕФМК	0,135 ± 0,03	1,0 ± 0,15	0,77 ± 0,03	0,4 ± 0,2

Примечание: $K_x(0)$ - величина среднего квадрата отклонения траектории трещины от её средней линии; $K_x(0)$ - величина среднего квадрата тангенсов углов наклона траектории к её средней линии (характеризует большую или меньшую микроизвилистость трещины); $\tau_x(0)$ и $\tau_x(0)$ - соответственно интервалы корреляции функции линейного отклонения и тангенсов углов наклона траектории трещины к её средней линии (характеризуют, на какое расстояние распространяется трещина под действием однажды подействовавшего на неё фактора).

Как видно из табл.2, у стали со структурой ЕФМК заметно изменяются все статистические параметры микротрещины. Согласно полученным данным, среднеквадратичные значения тангенса углов наклона микроучастков траектории трещины к её средней линии у стали со структурой ЕФМК возрастает до 0,77 против 0,57 у горячекатаной стали, что соответствует увеличению среднего значения модуля наклона траектории трещины с 29° до 38°. При этом интервал корреляции уменьшается с 1 до 0,4 мкм. Это свидетельствует о том, что структура ЕФМК обеспечивает увеличение микроизвилистости трещины, которая характеризуется повышенной крутизной изгибов траектории в силу особого механизма распространения трещины в ориентированной структуре, содержащей прочные волокна и пластичную матрицу.

Выводы. Экспериментально показано и теоретически обосновано повышение характеристик конструктивной прочности трубных сталей со структурой естественного ферритно-мартенситного композита, что обусловлено особым механизмом торможения движения трещины и увеличением микроизвилистости её траектории.

Библиографический список

1. *Келли А.* Высокопрочные материалы / А.Келли. – М.: МИР, 1976. – 261 с.

2. *Гришин С.А.* Установка для исследования кинетики развития усталостной трещины / С.А. Гришин // Прогрессивные методы термического упрочнения в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении. – Ростов н/Д, 1982. – С. 15-20.

3. *Сорокин В.Л., Змитрук В.Ф., Шербединский Г.В. и др.* Применение электропотенциального метода для определения характера развития трещины // Заводская лаборатория. – 1981. – Т.47. – №12. – С. 60-62.

4. *Иванова В.С.* Концепция циклической вязкости разрушения /В.С.Иванова // Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. – М.: Наука, 1981. – С.5-19.

5. *Иванова В.С.* Разрушение металлов / В.С.Иванова. – М.: Металлургия, 1979. – 168 с.

6. *Гуревич С.Е.* Некоторые аспекты усталостной механики разрушения / С.Е.Гуревич // Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. – М.: Наука, 1981. – С.19-38.

7. *Мульчин В.В.* Характеристики трещиностойкости трубной стали 20 со структурой естественного ферритно-мартенситного композита / В.В.Мульчин, Д.С.Ломоносов // Вестник ДГТУ. – 2007. – Т.7. – №4 (35). – С.480-484.

8. *Коэн М.* Статистический анализ начала разрушения отрывом в железе при разрушении карбидов / М.Коэн, М.Р. Вуцкевич // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1982. – С.258-268.

9. *Miller L.E., Smith G.S.* Tensile fractures in carbon steels//Journal of the Iron and Steel Institute, 1970. – V. 208. – №11. – P.998-1005.

10. *Таран А.В.* Природа разрушения высокопрочных материалов // МиТОМ, 1971. – №1. – С.55-61.

11. *Коцаньда С.* Усталостное разрушение металлов; пер. с польск. / С.Коцаньда. – М.: Металлургия, 1976. – 456 с.

12. *Бернштейн М.Л.* Прочность стали / М.Л.Бернштейн. – М.: Металлургия, 1974. – 199 с.

13. *Хусу А.П.* Шероховатость поверхностей (теоретико-вероятностный подход)/ А.П.Хусу, Ю.Р.Витенберг, В.А.Пальмов. – М.: Наука, 1975. – 292 с.

Материал поступил в редакцию 11.07.08.

V.N. PUSTOVOIT, V.V. MULCHIN, J. M. DOMBROVSKI

CONSTRUCTIVE STRENGTH OF THE TUBE STEEL WITH STRUCTURE OF THE NATURAL FERRIT-MARTENSITIC COMPOSITE MATERIAL

Results of experimental determination of the processes of development fatigue crack in tube steel with structure of the natural ferrit-martensitic composite material (NFMC) are presented. It is shown that achievement of constructive heavy-duty is caused by special mechanism of the spreading crack in steel with structure of NFMC.

ПУСТОВОЙТ Виктор Николаевич (р.1940), заведующий кафедрой «Физическое и прикладное материаловедение» ДГТУ, доктор технических наук (1980), профессор. Окончил РИСХМ (1962). Заслуженный деятель науки РФ.
Область научных интересов: физические и технологические основы методов упрочнения сталей и сплавов.
Имеет более 300 научных публикаций.

МУЛЬЧИН Василий Васильевич (р.1955), заместитель начальника трубопрокатного цеха Таганрогского металлургического завода, соискатель кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» ДГТУ.
Область научных интересов: физические и технологические основы методов улучшения характеристик механических и эксплуатационных свойств трубной стали ответственного назначения.
Имеет 3 научные публикации.

ДОМБРОВСКИЙ Юрий Маркович (р.1944), профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» ДГТУ, доктор технических наук.
Область научных интересов: физические и технологические основы методов упрочнения сталей и сплавов.
Автор более 80 научных работ.